

УДК: 620.186:516.11

**ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОЙ ТЕРМООБРАБОТКИ И НЕЙТРОННОГО
ОБЛУЧЕНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ И КРАТКОВРЕМЕННЫЕ
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ
СТАЛИ ЭП823-Ш**

С.И. Поролло, А.М. Дворяшин, Е.Н. Пьянкова, А.А. Иванов, С.В. Шулепин
АО «Физико-энергетический институт имени А.И. Лейпунского»
(АО ГНЦ РФ-ФЭИ), Обнинск, Калужская обл.
e-mail: porollo@ippe.ru

Проведено исследование микроструктуры и кратковременных механических свойств ферритно-мартенситной стали ЭП823-Ш, облученной в виде плоских микрообразцов с различной термообработкой в реакторе БН-350 при температурах 495-500 °С до повреждающих доз 5-11 сна. Облученные образцы стали ЭП823-Ш с разной температурой заключительного отпуска (760 и 800 °С) имеют двухфазную микроструктуру, состоящую из зерен феррита и отпущенного мартенсита. Прочностные свойства стали снижаются с повышением температуры испытания в интервале 20-685 °С, при этом наиболее интенсивно снижение прочности происходит при температурах испытания более 500 °С. При всех температурах испытания прочностные характеристики стали ЭП823-Ш, термообработанной по режиму нормализация с отпуском при 760 °С, оказались выше, чем для стали после отпуска при 800 °С. Заметного различия в пластических характеристиках стали ЭП823-Ш с двумя различными вариантами термообработки не обнаружено. С ростом повреждающей дозы наблюдается увеличение прочностных характеристик стали и уменьшение ее пластичности. При этом основное снижение пластичности стали происходит при малых дозах. После дозы 5 сна пластичность стали для двух типов термообработки практически не изменяется.

Ключевые слова: термообработка, микроструктура, механические свойства, упрочнение, нейтронное облучение, прочность, пластичность.

**EFFECT OF INITIAL HEAT TREATMENT AND NEUTRON IRRADIATION ON
MICROSTRUCTURE AND SHOT-TERM MECHANICAL PROPERTIES
OF EP823-Sh FERRITE-MARTENSITIC STEEL**

S.I. Porollo, A.M. Dvoryashin, E.N. Piankova, A.A. Ivanov, S.V. Shulepin
JSC «Institute for Physics and Power Engineering named after A.I. Leipunsky»
(AO SSC RF-IPPE), Obninsk, Kaluga region

The microstructure and short-term mechanical properties of EP823-Sh ferrite-martensitic steel irradiated in the form of flat micro-samples with different heat treatment in the reactor BN-350 at temperatures of 495-500 °C to damage doses of 5-11 dpa were studied. Irradiated EP823-Sh steel samples with different final tempering temperatures (760 and 800 °C) have a two-phase microstructure consisting of ferrite grains and tempered martensite. The strength properties of steel decrease with an increase in the test temperature in the range of 20-685 °C, while the most intensive reduction in strength occurs at test temperatures above 500 °C. At all test temperatures, the strength characteristics of steel EP823-Sh heat treated according to the normalization mode with tempering at 760 °C turned out to be higher than for steel after tempering at 800 °C. There was no noticeable difference in the plastic characteristics of steel EP823-Sh with two different heat treatments. With an increase in the damage dose, an increase in the strength characteristics of the steel and a decrease in its ductility are observed. At the same time, the main decrease in plasticity began to occur at low doses. After a dose of 5 dpa, the ductility of the steel for the two types of heat treatment is practically unchanged.

Keywords: heat treatment, microstructure, mechanical properties, hardening, neutron irradiation, strength, ductility.

Введение

Высокохромистые ферритно-мартенситные стали находят широкое применение в ядерной энергетике. Одной из них является сталь ЭП823-Ш, специально разработанная для использования в установках со свинцово-висмутовым теплоносителем [1]. Выбор оптимальной термомеханической обработки для этой стали – важная технологическая задача, поскольку сталь с данной обработкой должна будет удовлетворять нескольким, зачастую противоречивым требованиям. Так, например, оболочки твэлов из этой стали должны в течение всего периода облучения сохранять высокие прочностные свойства при достаточном запасе пластичности, обладать достаточной радиационной стойкостью и высоким сопротивлением к коррозии.

В данной статье приводятся результаты исследования кратковременных механических свойств и микроструктуры ферритно-мартенситной стали ЭП823-Ш, облученной в виде плоских микрообразцов с двумя видами термообработки в реакторе БН-350 при температурах 495 и 500 °C до повреждающих доз 5-11 сна.

Материалы и методики исследования

Влияние нейтронного облучения на кратковременные механические свойства и микроструктуру ферритно-мартенситной стали ЭП823-Ш было изучено на материале промышленной поставки, выплавленном методом электрошлакового переплава (ЭШП). Плоские образцы были изготовлены после проковки и прокатки заготовок штамповкой из листа толщиной 0,47-0,48 мм с последующей термообработкой. Химический состав стали приведен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав и термообработка стали ЭП823-Ш

Материал	Содержание элементов, % масс.							
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Nb
ЭП823-Ш	0,15	1,15	0,62	0,001	0,016	11,3	0,85	0,26
	Mo	Ti	V	W	Al	B	N ₂	Ce
	0,82	0,004	0,32	0,66	0,006	0,006 [□]	0,015	0,1 [□]
Термообработка: нормализация + отпуск								

Сталь ЭП823-Ш термообработывали по двум режимам:

- 1) нормализация 1050 °С, 15 мин. с последующим отпуском при 760 °С, 1,5 ч.;
- 2) нормализация 1050 °С, 15 мин. с отпуском при 800°С, 1,5 ч.

Форма и основные размеры плоского образца для механических испытаний стали ЭП823-Ш показаны на рис. 1.

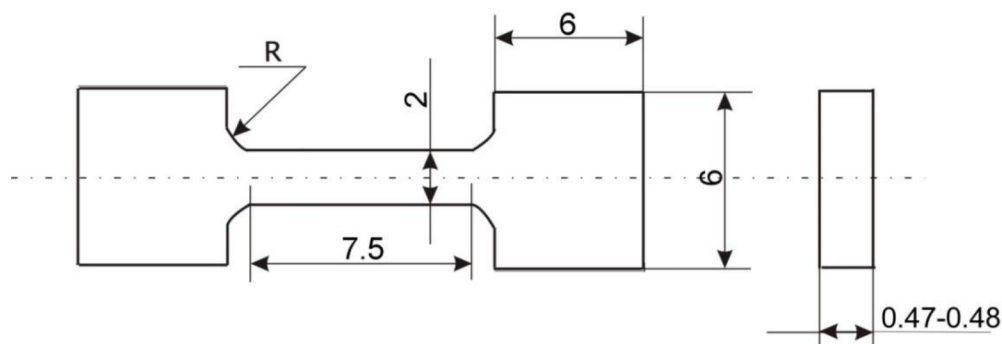


Рис. 1. Эскиз образца для кратковременных механических испытаний (ед.изм.- мм). R — радиус закругления, равный 4 мм.

Образцы были облучены в материаловедческой сборке AP 20-25 в 4-ом ряду зоны малого обогащения реактора БН-350. В выемном контейнере, размещенном вместо центральных твэлов, на разной высоте были расположены перфорированные цилиндрические кассеты с образцами различных типов. В процессе облучения образцы омывались проточным натрием. Температура облучения образцов обеспечивалась нагревом теплоносителя твэлами, окружающими контейнер, при известном расходе

натрия через дроссельное устройство. Для более равномерного распределения потока теплоносителя, омывающего образцы, в хвостовике и боковой поверхности контейнера были просверлены отверстия. Расчетная температура облучения образцов для каждого этажа (кассеты) определялась с точностью ± 10 °С. Общее время облучения в течение 8 микрокампаний составило 631 эфф. сут. В табл. 2 приведены значения температуры облучения, флюенса нейтронов и повреждающей дозы для каждой кассеты (этажа) с плоскими образцами стали ЭП823-Ш.

Таблица 2

Условия облучения плоских образцов из стали ЭП823-Ш
в материаловедческой сборке АР 20-25

№ этажа кассеты	Термообработка образцов	Флюенс нейтронов ($E > 0,1$ МэВ), $\times 10^{23}$ н/см ²	Повреждающая доза, сна	Температура облучения, °С	Скорость создания смещений, $\times 10^{-8}$ сна/с
34	Норм. + отпуск 800°С, 1,5 ч.	0,08	5,0	500	9,17
32	Норм. + отпуск 800°С, 1,5 ч.	0,11	8,0	495	14,67
32	Норм. + отпуск 760°С, 1,5 ч.	0,11	8,0	495	14,67
30	Норм. + отпуск 760°С, 1,5 ч.	0,15	11,0	495	20,18

После облучения и разборки контейнера и кассет была проведена отмывка образцов от остатков натрия, проведено измерение кратковременных механических свойств стали и исследована микроструктура образцов методом трансмиссионной электронной микроскопии. После отмывки образцы имели светло-серый цвет без каких-либо дефектов на их поверхности. Механические свойства стали ЭП823-Ш определялись испытанием на растяжение в условиях горячей камеры на разрывной машине 1689Р-1 при скорости подвижного захвата 1 мм/мин, что соответствовало начальной скорости деформирования $0,06 \text{ мин}^{-1}$ ($1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$). По диаграммам растяжения, полученным в координатах «нагрузка-удлинение», были рассчитаны следующие характеристики: σ_b – временное сопротивление разрыву (предел прочности), $\sigma_{0,2}$ – условный предел текучести, δ_0 – общее относительное удлинение, δ_p – равномерное относительное удлинение. Испытания проводились в интервале температур 20-685 °С, что позволило исследовать зависимость механических свойств от температуры испытания. Время выдержки образцов при указанных температурах составляло 20 мин. При каждой температуре испытывались по 2-4 образца с усреднением полученных результатов. Максимальный разброс данных по прочностным характеристикам не превышал ± 35 МПа, по относительному удлинению – $\pm 4\%$.

Для исследования методом трансмиссионной электронной микроскопии были использованы головки образцов после проведения механических испытаний при комнатной температуре. Головки образцов были электролитически утонены до толщины 0,2-0,3 мм, а затем из них были выбиты диски диаметром 3 мм, подвергавшиеся окончательной двухсторонней электрополировке на установке струйного полирования «Тенуполь». При полировке был использован реактив, состоящий из 50% этилового спирта, 45% бутилцеллазоля и 5% хлорной кислоты. Режим полировки: напряжение ~35 В, сила тока 0,35 А и температура 8÷10 °С. Исследование микроструктуры стали ЭП823-Ш было проведено на электронном микроскопе JEM-100СХ, оборудованном гониометрическим устройством бокового типа, при ускоряющем напряжении 100 кВ.

Результаты исследования

Изменение предела прочности (σ_B) и предела текучести ($\sigma_{0,2}$) стали ЭП823-Ш после облучения в зависимости от температуры испытания показано на рис. 2. Из рисунка видно, что прочностные свойства стали снижаются с повышением температуры испытания в интервале 20-685 °С, причем особенно интенсивно снижение прочности происходит при температуре испытания более 500 °С. Для образцов, облученных до повреждающей дозы 11 сна, значения предела текучести при температурах испытания, равных 20, 400 и 650 °С, составили ~770, 540 и 260 МПа соответственно. При всех температурах испытания прочностные характеристики стали ЭП823-Ш, термообработанной по режиму нормализации с отпуском при 760°С, оказались выше, чем для стали после отпуска при 800°С. Максимальное различие в значении предела прочности наблюдается при температуре испытания 20 °С и составляет 75 МПа после облучения до повреждающей дозы 8 сна.

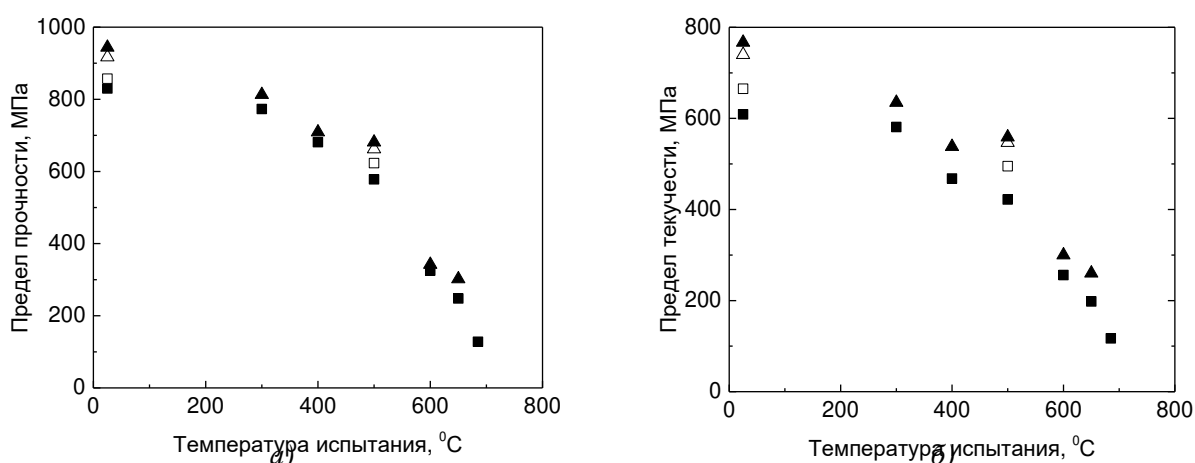


Рис. 2. Изменение предела прочности (а) и предела текучести (б) стали ЭП823-Ш в зависимости от температуры испытания. ■ – 800°С/1,5 ч. 5 сна; □ – 800°С/1,5 ч. 8 сна; △ – 760°С/1,5 ч. 8 сна; ▲ – 760°С/1,5 ч. 11 сна.

Температурная зависимость полного (δ_0) и равномерного (δ_p) относительных удлинений образцов показана на рис. 3. Изменение пластичности с температурой

испытания носит немонотонный характер. Кривая имеет минимум в интервале температур 300-500 °С, где значения δ_p и δ_o составляют 7-9,5% и 11-14% соответственно. При температуре выше 500 °С пластичность стали резко возрастает. При температуре испытания 650 °С значения общего и равномерного относительных удлинений образцов, термообработанных с отпуском при 760 °С и облученных до 11 сна, достигают ~45 и 15% соответственно. Заметного различия в пластических характеристиках стали ЭП823-Ш с двумя различными вариантами термообработки не обнаружено. Обращает на себя внимание лишь различие в значениях равномерного относительного удлинения образцов с разной температурой отпуска, испытанных при 600 и 650 °С. Значения равномерного удлинения образцов стали ЭП823-Ш с отпуском при 800 °С после облучения до дозы 5 сна оказались почти в 2 раза выше, чем для стали ЭП823-Ш с отпуском при 760 °С после облучения до дозы 11 сна. Правда, в этом случае, кроме термообработки, образцы различались и набранной дозой.

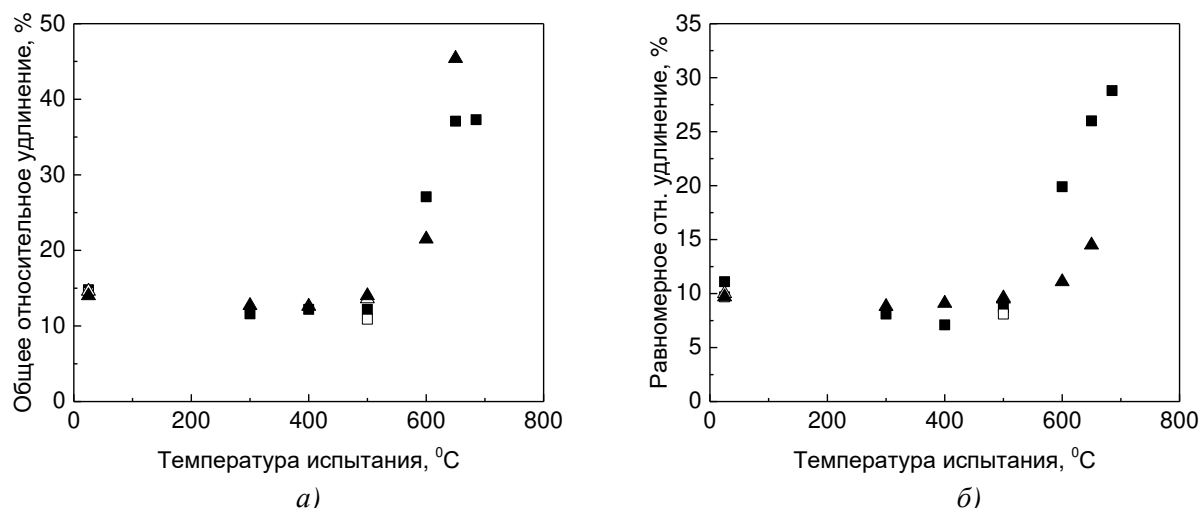


Рис. 3. Изменение общего (а) и равномерного (б) относительных удлинений стали ЭП823-Ш в зависимости от температуры испытания. ■ – 800°С/1,5 ч. 5 сна; □ – 800°С/1,5 ч. 8 сна; ▲ – 760°С/1,5 ч. 8 сна; ▲ – 760°С/1,5 ч. 11 сна.

Методом просвечивающей электронной микроскопии были исследованы образцы стали, различавшиеся температурой заключительного отпуска при исходной термообработке. Микроструктура образцов облученной стали ЭП823-Ш, термообработанной с отпуском при температуре 760 °С, состоит из смеси полиэдрических зерен феррита (~10%) и отпущенного мартенсита (~90%) (рис. 4). Размер зерен составляет 5-10 мкм, что соответствует 11-12 баллу. Зерна отпущенного мартенсита, в свою очередь, состоят из субзерен, имеющих форму одинаково ориентированных тонких пластин шириной 0,5-1 мкм. Границы зерен обеих структурных составляющих декорированы практически непрерывной цепочкой выделений карбидов типа $M_{23}C_6$ размером 0,1-0,2 мкм. Субграницы внутри зерен отпущенного мартенсита частично заполнены карбидами $M_{23}C_6$. Кроме этого, по всему

объему материала наблюдаются округлые включения частиц типа MC и $M_{23}C_6$ диаметром 0,2-0,5 мкм. В зернах феррита плотность дислокаций составляет величину $5 \times 10^9 \text{ см}^{-2}$ (рис. 5), а в зернах отпущенного мартенсита плотность дислокаций на порядок выше – $5 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (рис. 6), причем эти значения были одинаковы в образцах, облученных до доз 8 и 11 снэ.

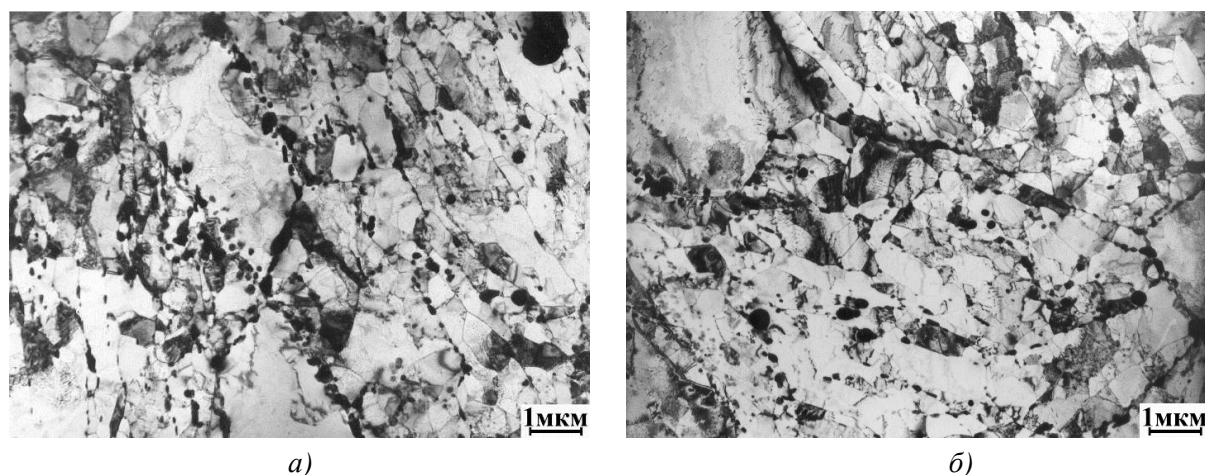


Рис. 4. Микроструктура стали ЭП823-III в состоянии нормализация+отпуск, 760 °С/1,5 ч. после облучения нейтронами при температуре 495 °С повреждающими дозами 8 (а) и 11 снэ (б)

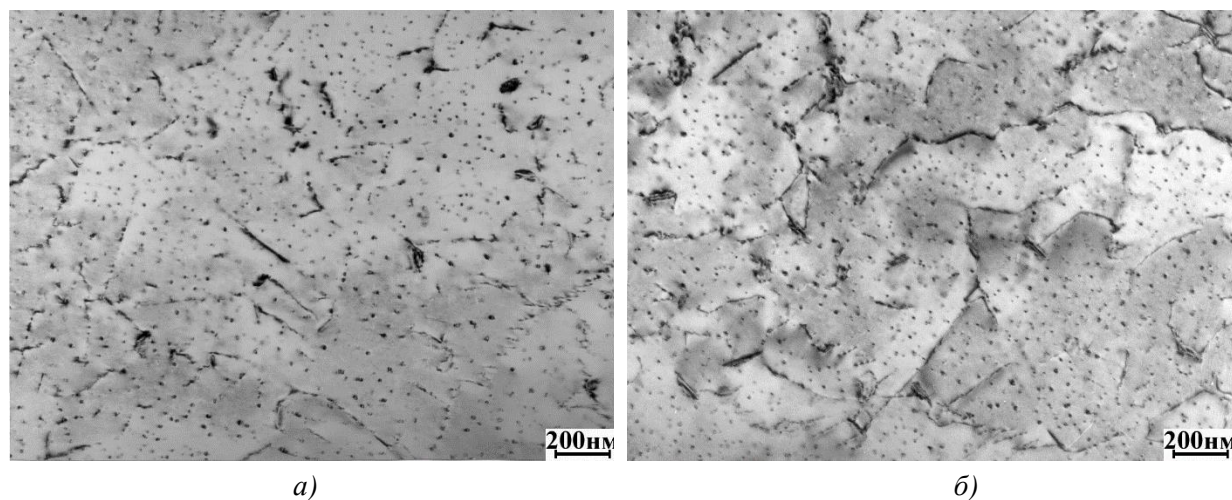
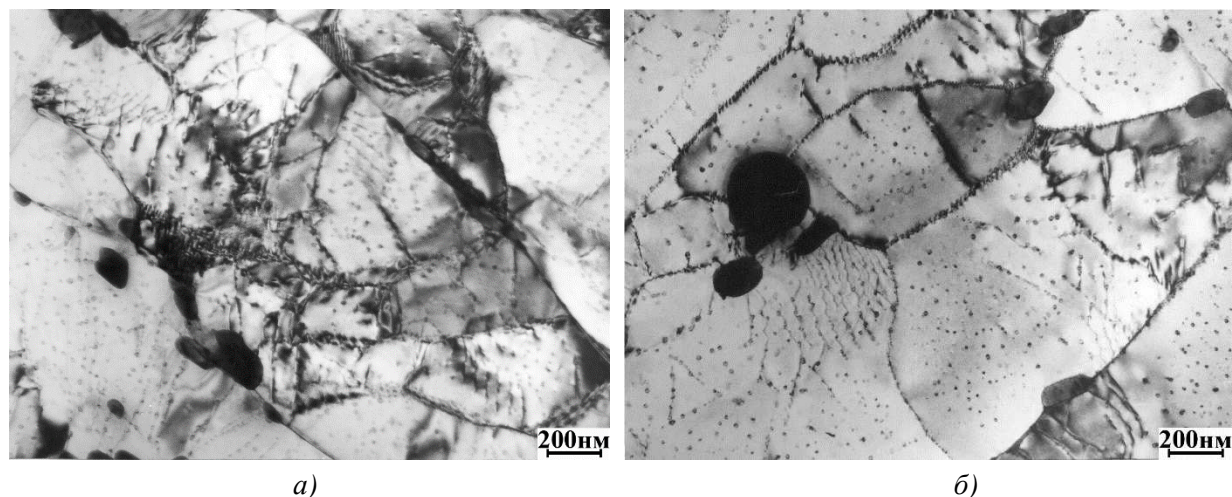


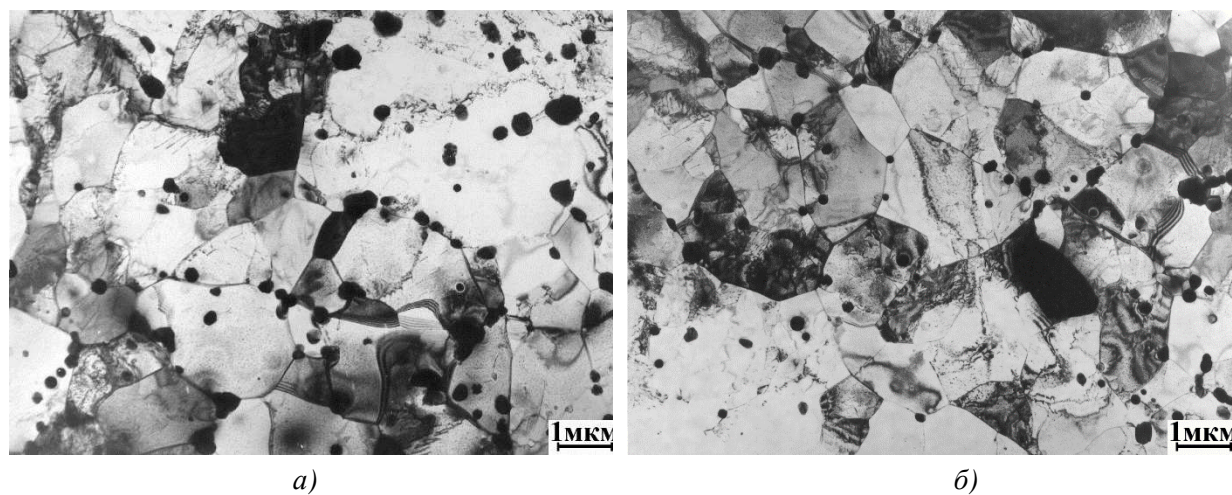
Рис. 5. Структура зерен феррита стали ЭП823-III в состоянии нормализация+отпуск, 760 °С/1,5 ч. после облучения нейтронами при температуре 495 °С повреждающими дозами 8 (а) и 11 снэ (б)

После заключительного отпуска при температуре 800 °С исследованные образцы стали ЭП823-III, облученные дозами 5 и 8 снэ, имеют идентичную микроструктуру, состоящую из зерен феррита (~10%) и отпущенного мартенсита (~90%), внутри которых произвольным образом располагаются преимущественно округлые карбиды типа MC и $M_{23}C_6$ размером 0,1-0,5 мкм и концентрацией $\sim 1 \times 10^{13} \text{ см}^{-3}$ (рис. 7). Однако,

в отличие от отпуска при 760 °С, зерна отпущенного мартенсита состоят из равноосных субзерен размером 1-2 мкм, разделенных между собой дислокационными стенками (рис. 8). Плотность дислокаций внутри субзерен относительно невысока и составляет $(1-2) \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$, а в стенках – до 10^{11} см^{-2} .



а) б)
Рис. 6. Структура отпущенного мартенсита стали ЭП823-III в состоянии нормализация+отпуск, 760 °С/1,5 ч. после облучения нейтронами при температуре 495 °С повреждающими дозами 8 (а) и 11 сна (б)



а) б)
Рис. 7. Микроструктура стали ЭП823-III в состоянии нормализация+отпуск, 800 °С/1,5 ч. после облучения нейтронами повреждающими дозами 5 (а) и 8 сна (б) при температурах 500 и 495 °С соответственно

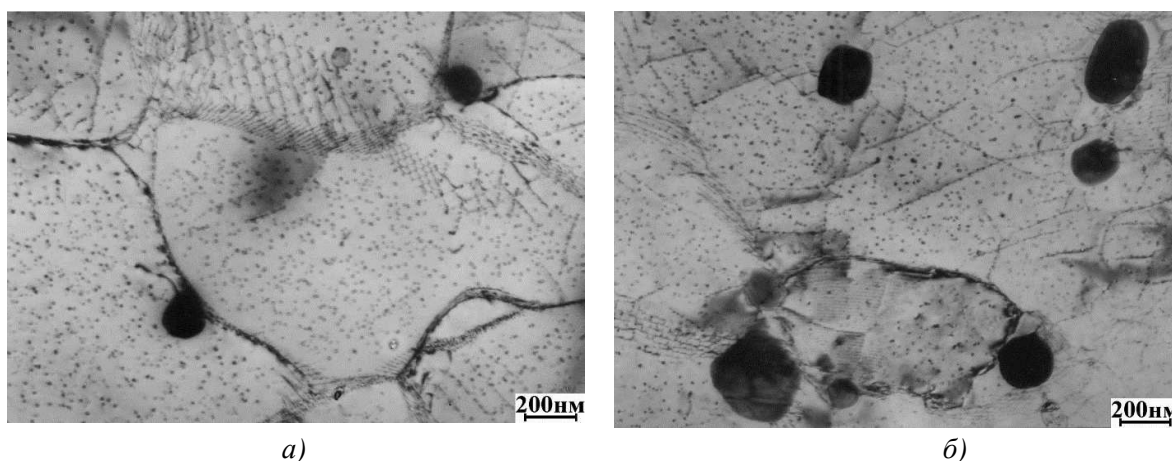


Рис. 8. Структура отпущенного мартенсита стали ЭП823-III в состоянии нормализация+отпуск 800 °С/1,5 ч. после облучения нейтронами повреждающими дозами 5 (а) и 8 сна (б) при температурах 500 и 495 °С соответственно

Во всех исследованных образцах стали ЭП823-III наблюдаются мелкодисперсные сферические выделения, равномерно распределенные по телу ферритных и мартенситных зерен. Анализ микродифракционных картин, полученных от этих выделений, показывает, что эти выделения являются частицами χ -фазы (рис. 9). При этом, несмотря на разницу в условиях облучения, исследованные образцы с одинаковой температурой заключительного отпуска имеют близкие, практически совпадающие значения размеров и концентраций этих выделений. В то же время наблюдается некоторое различие в параметрах этих выделений между образцами с разной температурой отпуска. Так, в зернах феррита и отпущенного мартенсита образцов из стали ЭП823-III с температурой отпуска 760 °С после облучения дозами 8 и 11 сна при температуре 495 °С размер мелкодисперсных выделений составляет ~14 нм, а концентрация – $2,5 \times 10^{15} \text{ см}^{-3}$. При этом по характеру распределения, размеру и концентрации мелкодисперсные выделения в зернах феррита и отпущенного мартенсита не отличаются между собой. Образцы стали ЭП823-III, отпущенной при температуре 800 °С и облученной при условиях, указанных в табл. 2, также имеют примерно одинаковые значения размера выделений (~12 нм) и концентрации ($\sim 4 \times 10^{15} \text{ см}^{-3}$). Таким образом, с повышением температуры заключительного отпуска стали ЭП823-III происходит увеличение концентрации образующихся при облучении мелкодисперсных выделений и одновременное снижение их размера.

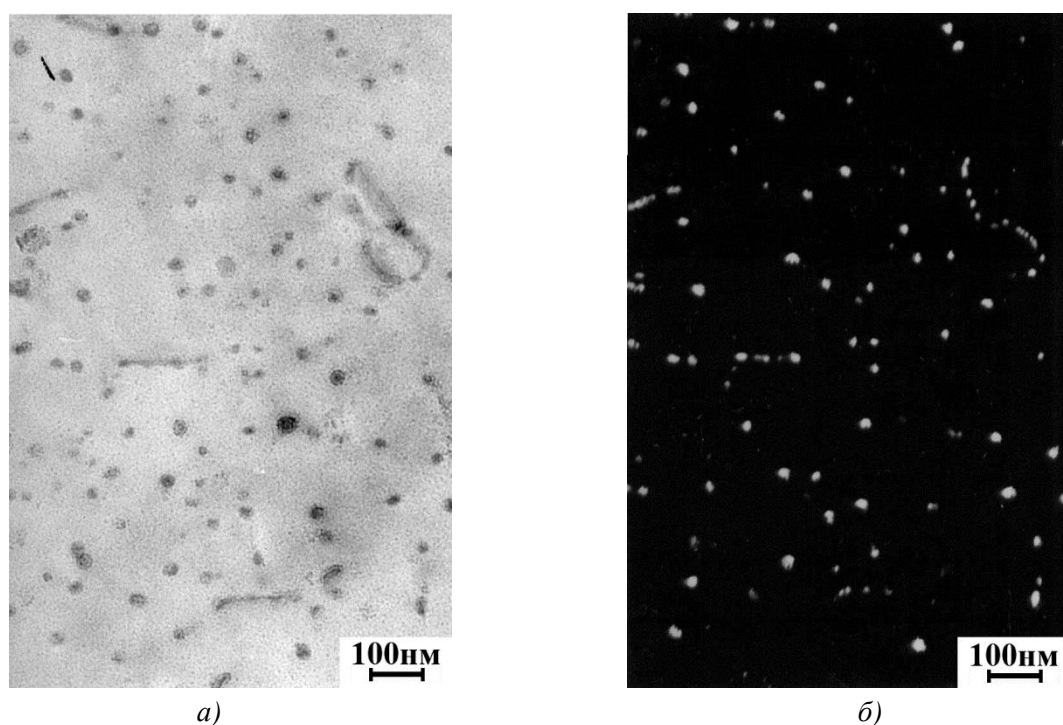


Рис. 9. Светлопольное (а) и темнопольное (б) изображения мелкодисперсной фазы в стали ЭП823-Ш (нормализация+отпуск, 760 °С/1,5 ч.) после облучения при температуре 495 °С повреждающей дозой 11 сна

Других радиационно-индуцированных дефектов и фазовых выделений в исследованных образцах стали ЭП823-Ш, при всех указанных выше режимах термообработки и условиях облучения, не обнаружено.

Обсуждение результатов

Показанные на рис. 2 и 3 зависимости отражают общий характер изменения кратковременных механических свойств сталей подобного класса с температурой [2]. Приблизительно до температуры 500 °С материал сохраняет свои изначально высокие прочностные свойства, после чего наблюдается их резкое падение. Одновременно происходит резкое увеличение пластических характеристик стали. Для большинства быстрых реакторов максимальная температура оболочек твэлов превышает 600 °С, и, таким образом, обеспечение требуемых прочностных характеристик оболочки является первостепенной задачей. Общепринятой для высокохромистых ферритно-мартенситных сталей является термообработка, состоящая из нормализации от высокой температуры, необходимой для перевода всех легирующих элементов в твердый раствор, и отпуска в интервале температур от максимальных рабочих температур до температуры фазового превращения (A_{C1}). Изменяя температуру и длительность отпуска, можно существенно изменять структуру и механические свойства стали. Проведенные исследования показали, что в результате отпуска происходят сложные структурно-фазовые превращения, связанные как с выделением вторичных фаз из

пересыщенного твердого раствора, так и с изменением дислокационной структуры стали. При этом с повышением температуры и длительности отпуска происходит снижение микротвердости и других прочностных характеристик стали с одновременным увеличением пластичности [2]. Для стали ЭП823-Ш, температура фазового превращения (A_{c1}) которой составляет 870 °С [3], температура отпуска изменялась в пределах от стандартной 720 °С до 800 °С, использованной при заключительной термообработке шестигранных чехлов реактора БН-600 [4].

На рис. 10 и 11 показаны дозные зависимости прочностных и пластических характеристик стали ЭП823-Ш для двух видов термообработки с различными температурами отпуска. Видно, что с ростом повреждающей дозы прочностные свойства стали увеличиваются, при этом прочность стали с температурой отпуска 760° выше, чем стали с температурой отпуска 800 °С. Что касается пластических характеристик стали, то повышение температуры отпуска до 800 °С не привело к увеличению пластичности стали. Более того, при испытании при температуре, равной температуре облучения, пластичность стали после отпуска при температуре 760 °С выше, чем после отпуска при 800 °С. Сравнивая полученные данные с данными для исходного материала (рис. 12), можно видеть, что для изначально более прочной стали с отпуском при 760 °С прирост прочности в результате облучения меньше, чем для стали с отпуском про 800 °С. При этом основное снижение пластичности происходит при малых дозах. После дозы 5 сна пластичность стали для двух типов термообработки практически не изменяется.

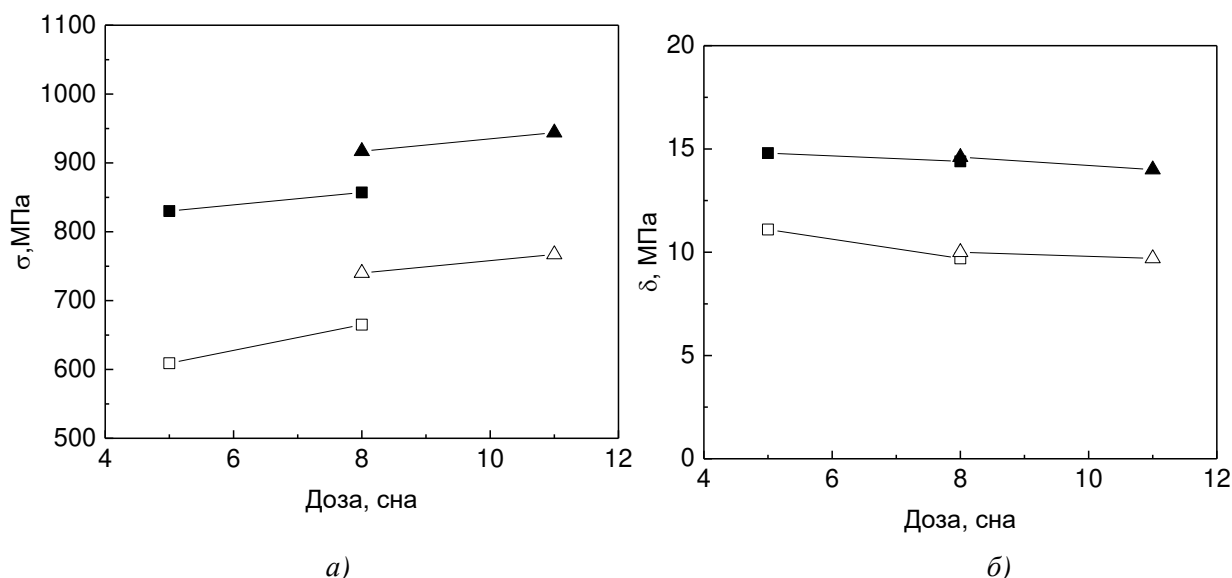


Рис. 10. Дозные зависимости прочностных (а) и пластических (б) характеристик стали ЭП823-Ш после испытания при комнатной температуре.

■ ▲ – предел прочности и общее относительное удлинение; □ Δ – предел текучести и равномерное относительное удлинение. ■ и □ – отпуск 800 °С/1,5 ч; ▲ и Δ – отпуск 760 °С/1,5 ч.

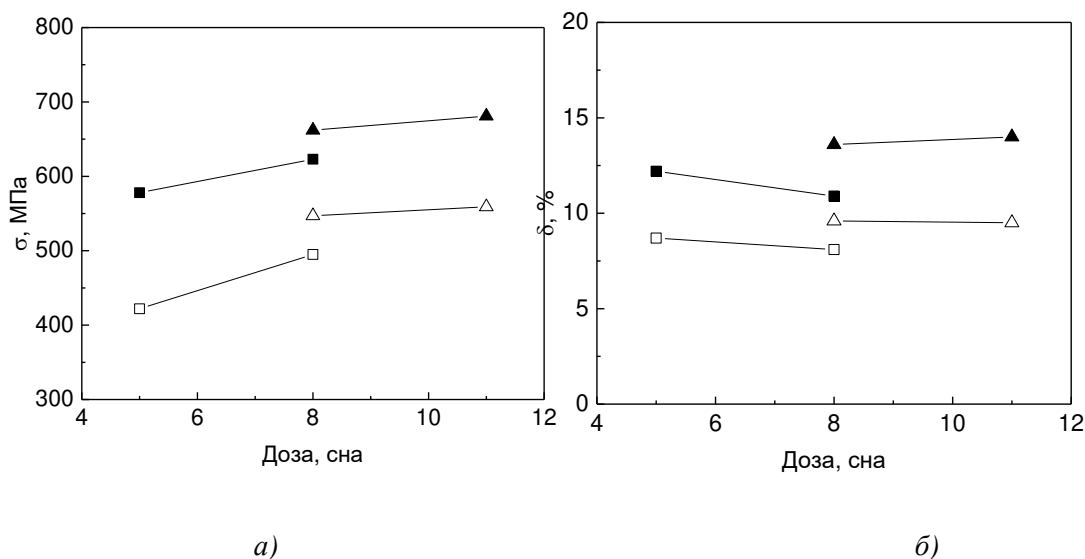


Рис. 11. Дозные зависимости прочностных (а) и пластических (б) характеристик стали ЭП823-III при температуре испытания 500 °С.

■ ▲ – предел прочности и общее относительное удлинение; □ Δ – предел текучести и равномерное относительное удлинение. ■ и □ – отпуск 800 °С/1,5 ч; ▲ и Δ – отпуск 760 °С/1,5 ч.

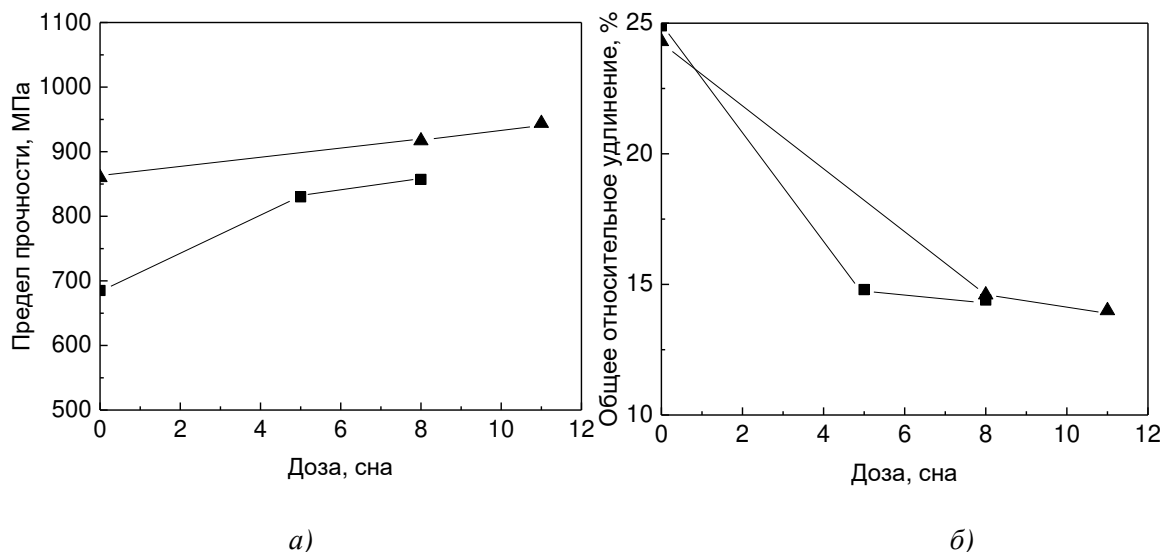


Рис. 12. Дозные зависимости предела прочности (а) и общего относительного удлинения (б) стали ЭП823-III при температуре испытания 20 °С.

■ – отпуск 800 °С/1,5 ч; ▲ – отпуск 760 °С/1,5 ч.

Как показали результаты измерения кратковременных механических свойств, основным различием в механических характеристиках стали ЭП823-III с двумя различными видами термообработки является более высокая прочность стали с температурой отпуска 760 °С. Анализируя микроструктурные характеристики облученной стали, можно заключить, что более высокие прочностные свойства стали с температурой отпуска 760 °С связаны с особенностями развития дислокационной

структуры стали и, в частности, с более высокой плотностью дислокаций ($\sim 5 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ по сравнению с $(1-2) \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ для стали с отпуском при $800 \text{ }^\circ\text{C}$). Остальные микроструктурные характеристики для двух видов термической обработки стали ЭП823-Ш не имели столь значительных различий.

Изменение фазового состава стали в результате длительного (более 15000 часов) облучения при температуре $495-500 \text{ }^\circ\text{C}$ в значительной степени будет определяться той структурой стали, которая образовалась после заключительного отпуска. В результате облучения может происходить как растворение уже существовавших выделений, изменение их химического состава, так и образование новых типов радиационно-индуцированных выделений. Анализируя фазовый состав стали ЭП823-Ш после облучения можно заключить, что мелкодисперсные выделения χ -фазы (сложный интерметаллид, содержащий кремний) являются единственными фазовыми выделениями, которые образовались в стали при облучении [5-7]. Вероятнее всего, остальные выделения образовались в стали в процессе термообработки, хотя их морфология и размеры могли измениться в результате облучения. Для обоих видов термообработки характеристики выделений χ -фазы не изменяются в диапазоне исследованных доз, при этом объемная доля выделений χ -фазы после отпуска при $760 \text{ }^\circ\text{C}$ (0,36%) несколько выше, чем после отпуска при $800 \text{ }^\circ\text{C}$ (0,28%).

Выводы

Проведенное исследование микроструктуры и кратковременных механических свойств ферритно-мартенситной стали ЭП823-Ш, облученной в виде плоских микрообразцов с различной термообработкой в реакторе БН-350 при температурах $495-500 \text{ }^\circ\text{C}$ до повреждающих доз 5-11 сна, позволяет сделать следующие выводы:

1. Облученные образцы стали ЭП823-Ш с разной температурой заключительного отпуска (760 и $800 \text{ }^\circ\text{C}$) имеют двухфазную микроструктуру, состоящую из зерен феррита ($\sim 10\%$) и отпущенного мартенсита ($\sim 90\%$). Основное различие заключается в структуре отпущенного мартенсита. После отпуска при температуре $760 \text{ }^\circ\text{C}$ зерна отпущенного мартенсита состоят из пластин – реек шириной $0,5-1 \text{ мкм}$, а после отпуска при температуре $800 \text{ }^\circ\text{C}$ – из равноосных субзерен размером $1-2 \text{ мкм}$.

2. В результате облучения в структуре стали ЭП823-Ш образуются мелкодисперсные сферические выделения χ -фазы, сложного кремний-содержащего интерметаллида. Размер и концентрация этих выделений не изменяются с увеличением дозы облучения, но при этом наблюдается небольшое различие в параметрах этих выделений между образцами с разной температурой отпуска. Так, в стали ЭП823-Ш с температурой отпуска $760 \text{ }^\circ\text{C}$ после облучения дозами 8 сна и 11 сна размер мелкодисперсных выделений составляет $\sim 14 \text{ нм}$, а концентрация – $2,5 \times 10^{15} \text{ см}^{-3}$. Образцы стали, отпущенной при температуре $800 \text{ }^\circ\text{C}$ и облученной до доз 5 сна и 8 сна, имеют размер выделений $\sim 12 \text{ нм}$ и концентрацию $\sim 4 \times 10^{15} \text{ см}^{-3}$.

3. Прочностные свойства стали снижаются с повышением температуры испытания в интервале 20-685 °С, при этом наиболее интенсивно снижение прочности происходит при температурах испытания более 500 °С. При всех температурах испытания прочностные характеристики стали ЭП823-Ш, термообработанной по режиму нормализации с отпуском при 760°С, оказались выше, чем для стали после отпуска при 800 °С. Повышенная прочность материала с низкотемпературным отпуском связана с более высокой плотностью дислокаций в стали с данной термообработкой. Заметного различия в пластических характеристиках стали ЭП823-Ш с двумя различными вариантами термообработки не обнаружено.

4. С ростом повреждающей дозы наблюдается увеличение прочностных характеристик стали и уменьшение ее пластичности. При этом основное снижение пластичности стали происходит при малых дозах. После дозы 5 сна пластичность стали для двух типов термообработки практически не изменяется.

Список литературы

- 1 А.Е. Русанов, В.М. Троянов, Ю.С. Беломытцев, А.А. Смирнов, Г.С. Ячменев, Р.Х. Гибадулин, В.Н. Сугоняев, В.М. Пыхтин. Разработка и исследования оболочечных сталей для твэлов ЯЭУ с тяжелым теплоносителем. Сб. докладов конф. «Тяжелые жидкометаллические теплоносители в ядерных технологиях». – Обнинск, 1999, Т. 2, С. 678-685.
- 2 R.L. Klueh, D.R. Harries High Chromium Ferritic and Martensitic Steels for Nuclear Applications. ASTM, USA, 2001.
- 3 Справочник по свойствам материалов для перспективных реакторных технологий. Т. 5. Свойства реакторных сталей и сплавов. Под общей редакцией В.М. Поплавского, Москва, ИздАТ, 2014.– 584 с.
- 4 А.Н. Огородов, Е.А. Козьманов, Л.М. Забудько Формоизменение чехлов ТВС из ферритно-мартенситных сталей реактора БН-600 //Сборник докладов Пятой межотраслевой конференции по реакторному материаловедению, Димитровград, 8–12 сентября 1997 г. // Димитровград, ГНЦ РФ НИИАР, 1998. Т.2. Ч.2. С. 136-145.
- 5 P. Dubuisson, D. Gilbon, J.L. Seran Microstructural evolution of ferritic-martensitic steels irradiated in the fast breeder reactor Phenix – J. Nucl. Mater., Vol. 205, 1993, P. 178-189.
- 6 S.I. Porollo, A.M. Dvoriashin, Yu.V. Konobeev, F.A. Garner Microstructure and mechanical properties of ferritic/martensitic steel EP-823 after neutron irradiation to high doses in BOR-60 – J. Nucl. Mater., Vol. 329-333, 2004, P. 314-318.
- 7 J.J. Kai, R.L. Klueh Microstructural analysis of neutron-irradiated martensitic steels – J. Nucl. Mater., Vol. 230, 1996, P. 116-123.